

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-073609

(43)Date of publication of application : 16.03.1999

(51)Int.Cl. G11B 5/187
G22C 38/00
G22C 45/02
G11B 5/147
G11B 5/29
H01F 10/14

(21)Application number : 09-235281 (71)Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD
INOUE AKIHISA

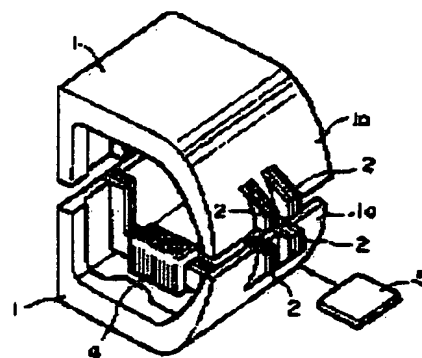
(22)Date of filing : 29.08.1997 (72)Inventor : YOSHIDA SHOJI
MIZUSHIMA TAKAO
MAKINO TERUHIRO
INOUE AKIHISA

(54) INDUCTIVE HEAD

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a bulk core which has soft magnetism at a room temp. and enough thickness by using a Fe-based magnetic metal glass alloy which has a specified temp. interval ΔT_x in its supercooled liquid state expressed by a specified formula and which has a specified or higher specific resistance.

SOLUTION: Laminated cores 2 are symmetrically assembled in the end part of a sliding face 1a facing a magnetic tape of a pair of hold cases 1. The laminated core 2 is produced by depositing core chips comprising Fe-soft magnetic metal glass alloy thin films. This alloy has ≥ 5 K temp. interval ΔT_x in a supercooled liquid state expressed by the formula of $\Delta T_x = T_x - T_g$ (wherein T_x is the initiation temp. of crystallization and T_g is the glass transition temp.) and $\geq 1.5 \mu\Omega$ specific resistance. The Fe-based soft magnetic metal glass alloy contains Fe and each one or two or more kinds of other metal elements except Fe and of semimetal elements.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-73609

(43) 公開日 平成11年(1999) 3月16日

(51) Int.Cl.⁸

識別記号

F I

G 1 1 B 5/187

G 1 1 B 5/187

F

C 2 2 C 38/00

3 0 3

C 2 2 C 38/00

3 0 3 S

45/02

45/02

A

G 1 1 B 5/147

G 1 1 B 5/147

A

5/29

5/29

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 13 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号

特願平9-235281

(22) 出願日

平成9年(1997) 8月29日

(71) 出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(71) 出願人 591112625

井上 明久

宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川内住宅11-806

(72) 発明者 吉田 昌二

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(74) 代理人 弁理士 志賀 正武 (外12名)

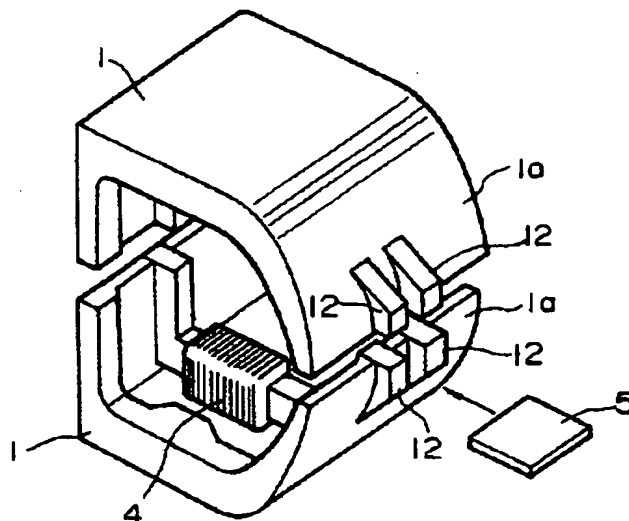
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 インダクティブ形ヘッド

(57) 【要約】

【課題】 室温で軟磁性を有し、従来の液体急冷法で得られるアモルファス合金薄帯よりも厚く、バルク状のものが容易に得られ、比抵抗が高いF e基金属ガラス合金をコアに適用したインダクティブ形ヘッドの提供。

【解決手段】 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が35 K以上であり、比抵抗が $1.5 \mu \Omega m$ 以上であるF e基軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結してなるバルク型コア12を有するインダクティブ形ヘッド。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 35 K 以上であり、比抵抗が $1.5 \mu\Omega\text{m}$ 以上である Fe 基軟磁性金属ガラス合金からなるコアを有することを特徴とするインダクティブ形ヘッド。

【請求項2】 前記コアは、前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の薄帯から形成されたコア薄片を積層してなるラミネート型コアであることを特徴とする請求項1記載のインダクティブ形ヘッド。

【請求項3】 前記コアは、前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結してなるバルク型コアであることを特徴とする請求項1記載のインダクティブ形ヘッド。

【請求項4】 前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金が、Fe 以外の他の金属元素と半金属元素とを含有してなり、前記他の金属元素として Al、Ga、In、Sn のうちの1種または2種以上を含有し、前記半金属元素として、P、C、B、Ge、Si のうちの1種または2種以上を含有するものであることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載のインダクティブ形ヘッド。

【請求項5】 前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の組成が原子%で

Al : 1 ～ 10 %
Ga : 0.5 ～ 4 %
P : 0 ～ 15 %
C : 2 ～ 7 %
B : 2 ～ 10 %
Fe : 残部

であることを特徴とする請求項1～4のいずれかに記載のインダクティブ形ヘッド。

【請求項6】 前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の組成が原子%で

Al : 1 ～ 10 %
Ga : 0.5 ～ 4 %
P : 0 ～ 15 %
C : 2 ～ 7 %
B : 2 ～ 10 %
Si : 0 ～ 15 %
Fe : 残部

であることを特徴とする請求項1～4のいずれかに記載のインダクティブ形ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、磁気カードやビデオテープ等の記録再生などに使用されるインダクティブ形ヘッドに係わり、特に、室温で軟磁性を有し、比抵抗が高い Fe 基金属ガラス合金からなるコアを有するインダクティブ形ヘッドに関するものである。

【0002】

【従来の技術】 従来から多元素合金のある種のものは、結晶化の前の過冷却液体の状態においてある広い過冷却液体領域を有し、これらは、金属ガラス合金 (glassy alloy) を構成するものとして知られている。そして、この種の金属ガラス合金は、従来公知の液体急冷法で製造したアモルファス磁性合金の薄帯に比べてはるかに厚いバルク状の合金となることも知られている。例えば従来、このような金属ガラス合金として、 Ln-Al-TM 、 Mg-Ln-TM 、 Zr-Al-TM 、 Hf-Al-TM 、 Ti-Zr-B-TM (ただし Ln は希土類元素、TM は遷移金属を示す。) 系等の組成のものが知られている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、従来知られているこれらのアモルファス磁性合金にあっては、十分な厚みを有するバルク状体の提供が困難であるためインダクティブ形ヘッドのバルク型コアに適用するのが困難であり、また、薄い磁性材料を複数枚積層するラミネート型コアに適用する場合、従来のアモルファス磁性合金薄帯の厚みが薄いためにラミネート型コアの製造が困難であった。また、従来の金属ガラス合金はいずれも、室温において磁性を持つことはなく、この点においてインダクティブ形ヘッドのコア用磁性材料として見た場合に工業的には大きな制約があった。従って、従来より室温で強磁性を有し、厚いバルク状のものを得ることができる金属ガラス合金の研究開発が進められていた。

【0004】 ここで各種の組成の合金において、過冷却液体状態を示すとしても、これらの過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 、即ち、結晶化開始温度 (T_x) と、ガラス遷移温度 (T_g) との差、即ち、($T_x - T_g$) の値は一般に小さく、現実的には、金属ガラス形成能に乏しく、実用性のないものであることを考慮すると、前記の通りの広い過冷却液体の温度領域を持ち、冷却によって金属ガラスを構成することのできる合金の存在は、従来公知のアモルファス合金の薄帯としての厚さの制約を克服可能なことから、冶金学的には大いに注目されるものである。しかし、工業材料として発展できるか否かは、室温で強磁性を示す金属ガラス合金の発見が鍵となっている。

【0005】 本発明は前記の背景に鑑み、室温で軟磁性を有し、従来の液体急冷法で得られるアモルファス合金薄帯よりも厚く、バルク状のものが容易に得られ、比抵抗が高い Fe 基金属ガラス合金をコアに適用したインダクティブ形ヘッドの提供を目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明のインダクティブ形ヘッドは、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 35 K 以上であり、比抵抗が $1.5 \mu\Omega\text{m}$ 以上である Fe 基軟磁性金属ガラス合金からなるコアを有することを特徴とする。本発明にお

いて、前記コアは、前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の薄帯から形成されたコア薄片を積層してなるラミネート型コアであってもよい。また、前記コアは、前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結してなるバルク型コアであってもよい。

【0007】本発明において、前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、Fe 以外の他の金属元素と半金属元素とを含有してなり、前記他の金属元素として Al、Ga、In、Sn のうちの 1 種または 2 種以上を含有し、前記半金属元素として、P、C、BGe、Si のうちの 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする。本発明において、前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の組成は、原子%で、Al: 1~10%、Ga: 0.5~4%、P: 0~15%、C: 2~7%、B: 2~10%、Fe: 残部であることを特徴とする。あるいは、前記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の組成は、原子%で、Al: 1~10%、Ga: 0.5~4%、P: 0~15%、C: 2~7%、B: 2~10%、Si: 0~15%、Fe: 残部であることを特徴とするのもであってもよい。

【0008】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態について説明する。まず、本発明に用いられる Fe 基軟磁性金属ガラス合金について説明する。従来から Fe 系の合金として、Fe-P-C 系、Fe-P-B 系、Fe-Ni-Si-B 系等の組成のものがガラス遷移を起こすものとして知られているが、これらの合金の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x はいずれも 25 K 以下と極めて小さく、実際的に金属ガラス合金として構成することはできない。これに対して、本発明に用いられる Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、この過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が、35 K 以上、組成によっては 40~50 K 以上という顕著な温度間隔を有し、これまでの知見から知られる Fe 基合金からは全く予期されないものである。しかも、軟磁性についても室温で優れた特性を有する本発明に用いられる Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、これまでの知見に見られない全く新規なもので、これまでアモルファス合金が薄帯としてしか実現できなかったのに対し、バルク状のものが得られ、過かに実用性に優れたものとなる。

【0009】本発明に用いられる Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、その組成については、Fe を主成分とし、更に、他の金属と半金属とを含有したものとして示すことができる。このうち他の金属とは、周期律表の IIA 族、IIIA 族及び IIIB 族、IVA 族及び IVB 族、VA 族、VIA 族、VIIA 族のうちから選択できるものであるが、中でも、IIIB 族、IVB 族の金属元素が好適なものとして示される。例えば、Al (アルミニウム)、Ga (ガリウム)、In (インジウム)、Sn (スズ) である。また、上記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金に対し、Ti、Hf、Cu、Mn、Nb、Mo、Cr、Ni、Co、Ta、W、Zr の中から選択される 1

種以上の金属元素を配合することができる。前記半金属元素としては、例えば、P (リン)、C (炭素)、B (ほう素)、Si (ケイ素)、Ge (ゲルマニウム) を例示できる。より具体的に例示すると、本発明で用いられる Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、その組成が原子%で、Al: 1~10%、Ga: 0.5~4%、P: 0~15%、C: 2~7%、B: 2~10%、Fe: 残部であって、不可避不純物が含有されていても良い Fe 基金属ガラス合金である。

【0010】また、更に Si を加えることにより、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を向上させ、アモルファス単相となる臨界板厚を増大させることができる。その結果、室温で優れた軟磁気特性を有するバルク状の Fe 基軟磁性金属ガラス合金の厚さをさらに厚くすることが可能となる。Si の含有量は多すぎると過冷却液体領域 ΔT_x が消滅するので、15% 以下が好ましい。より具体的に例示すると、本発明の Fe 基金属ガラス合金は、その組成が原子%で、Al: 1~10%、Ga: 0.5~4%、P: 0~15%、C: 2~7%、B: 2~10%、Si: 0~15%、Fe: 残部であって、不可避不純物が含有されていても良い。さらに、より大きな過冷却液体領域 ΔT_x を得るためには、上述の 2 つの組成中、P と C を原子%で、P: 6~15%、C: 2~7% とするのがより好ましく、35 K 以上の過冷却液体領域 ΔT_x を得ることができる。

【0011】なお、前記の組成において、更に Ge を 0~4%、好ましくは 0.5~4% の範囲で含有していても良い。また、前記組成において、更に、Nb、Mo、Cr、Hf、W、Zr の少なくとも 1 種を 7% 以下含有していても良く、更に、Ni 10% 以下、Co 30% 以下を含んでも良い。これらのいずれの場合の組成においても、本発明においては、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は、35 K 以上、組成によっては 40~50 K 以上が得られる。

【0012】本発明に用いられる Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、溶製してから鋳造法により、あるいは単ロールもしくは双ロールによる急冷法によって、さらには液中紡糸法や溶液抽出法によって、あるいは高圧ガス噴霧法によって、バルク状、リボン状 (薄帯状)、線状体、粉末等の種々の形状として製造され、また、特に、バルク状のものを製造する場合は、粉末状にしたものを放電プラズマ焼結法により焼結する方法が好適に用いられる。これらの製造方法によって、従来公知のアモルファス合金の場合に比べて 10 倍以上の厚さと径の大きさの Fe 基軟磁性金属ガラス合金の製造が可能である。

【0013】これらの方法により得られた前記の組成の Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、室温において磁性を有し、また、熱処理により、より良好な磁性を示す。このため、優れた Soft magnetic 特性 (軟磁気特性) を有する材料としてインダクティブ形ヘッドのコア用磁性材料

として有用なものとなる。なお、製造方法について付言すると、合金の組成、そして製造のための手段と製品の大きさ、形状等によって、好適な冷却速度が決まるが、通常は $1 \sim 104 \text{ K/s}$ 程度の範囲を目安とすることができる。そして、実際には、ガラス相 (glassy phase) に、結晶相としての Fe_3B 、 Fe_2B 、 Fe_3P 等の相が析出するかどうかを確認することで決めることができる。

【0014】次に、図面を参照して本発明のインダクティブ形ヘッドの実施の形態について説明する。図1は、本発明のインダクティブ形ヘッドの第一の実施形態を示す斜視図である。この第一の実施形態のインダクティブ形ヘッドは、各種構成部材を所定位置に固定するために対称的に分割されたホルドケース1、1を有する。このホルドケース1、1は、一方の面が磁気テープと対向して円滑な摺接動作を達成しえるように湾曲した摺接面1a、1aを有し、これら摺接面1a、1aの対向する端部には、ラミネート型コア2、2が対称的に配設されている。

【0015】このラミネート型コア2は、図2に示すように、上述の Fe 基軟磁性金属ガラス合金からなる薄帯を打ち抜いて形成した略コ字状のコア薄片3を複数枚積層してなるもので、これらラミネート型コア2を一对突き合わせて、突き合わせ面に磁気ギャップ6を形成している。さらに、これらラミネート型コア2には、図1に示すように、コイル4が巻回され、磁気ギャップ6には、ギャップ板5が介在されて、インダクティブ形ヘッドが概略構成される。

【0016】次に、上記ラミネート型コア2の製造例について詳しく説明する。まず、上記組成系の軟磁性金属ガラス合金の各成分の元素単体粉末もしくは元素単体塊状物（予め一部合金化していても良い。）を用意し、これら元素単体粉末もしくは元素単体塊状物を混合し、次いでこの混合粉末を Ar ガス等の不活性ガス雰囲気中において、るつぼ等の溶解装置で溶解して所定組成の合金溶湯を得る。ついで、この合金溶湯を鑄型に流し込んで徐冷する鑄造法により、あるいは単ロールもしくは双ロールを用いる急冷法によって厚さ $20 \sim 250 \mu\text{m}$ 程度の Fe 基軟磁性金属ガラス合金薄帯を形成する。ついで、この Fe 基軟磁性金属ガラス合金薄帯をプレス工程およびバレル研削工程を経ることでコア薄片3を作製する。ついで、薄片単品のまま $300 \sim 500^\circ \text{C}$ の温度範囲で熱処理する。ついで、この熱処理されたコア薄片3をコア整列工程において治具中に挿入して同一方向に並べて密着させ、かつ、このときラミネート型コア2を形成するコア薄片3の所定枚数毎に仕切板を挿入する。次にこのコア薄片3と仕切板を密着して積層した状態で、レーザ溶接工程により、積層方向に溶接する。すると、仕切板部分では、溶接されないか溶着力が弱いため、次のコア分離工程における簡単な分離作業により、

所定枚数積層されて溶接される。これを樹脂含浸工程にて、樹脂液に含浸させ、各コア薄片3の間に絶縁性の樹脂膜の形成された、図2に示されるようなラミネート型コア2が得られる。

【0017】第一の実施形態のインダクティブ形ヘッドは、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 35 K 以上であり、比抵抗が $1.5 \mu\Omega\text{m}$ 以上である Fe 基軟磁性金属ガラス合金の薄帯から形成されたコア薄片3を積層してなるラミネート型コア2が備えられたものである。本発明で用いられる Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、従来のアモルファス合金薄帯の厚みの制約を克服し、薄帯状で $20 \mu\text{m}$ 以上の厚さ、あるいは $20 \sim 200 \mu\text{m}$ の厚さ、特に Si を添加する場合には $20 \sim 250 \mu\text{m}$ の厚さであって、比抵抗が $1.5 \mu\Omega\text{m}$ 以上であり、しかも室温で軟磁気特性を有している。また、この Fe 基軟磁性金属ガラス合金は、軟磁気特性において飽和磁化が高く、保磁力が低く、透磁率が高く、また、硬度が高いので耐摩耗性が優れるという利点がある。従って、上述のような Fe 基軟磁性金属ガラス合金をラミネート型コア2に用いることで、極めて高性能なインダクティブ形ヘッドが得られる。

【0018】図3は、本発明のインダクティブ形ヘッドの第二の実施形態を示す斜視図である。この第二の実施形態のインダクティブ形ヘッドが、図1に示した第一の実施形態と異なるところは、コアとして上記 Fe 基軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結してなるバルク型コア12が備えられた点である。次に、上記バルク型コア12の製造例について説明する。図4は上記バルク型コア12を製造するために好適に用いられる放電プラズマ焼結装置の一例の要部を示すもので、この例の放電プラズマ焼結装置は、筒型のダイ41と、このダイ41の内部に挿入される上パンチ42および下パンチ43と、下パンチ43を支え、後述するパルス電流を流す際の一方の電極ともなるパンチ電極44と、上パンチ42を下側に押圧し、パルス電流を流す他方の電極となるパンチ電極45と、上下のパンチ42、43に挟まれた粉末原料46の温度を測定する熱電対47を主体として構成されている。このような放電プラズマ焼結装置の内部で、上下のパンチ42、43とダイ41により形成されるキャビティの形状は、バルク型コア12の形状と略一致するものである。

【0019】図6に、上記放電プラズマ焼結装置の全体構造を示す。図6に示す放電プラズマ焼結装置Aは、住友炭鉱株式会社製のモデルSPS-2050と称される放電プラズマ焼結機の一つであり、図4に示す構造を要部とするものである。図6に示す装置においては、上部基盤51と下部基盤52を有し、上部の基盤51に接してチャンバ53が設けられ、このチャンバ53の内部に図4に示す構造の大部分が収納されて構成され、このチャンバ53は図示略の真空排気装置および雰囲気ガ

スの供給装置に接続されていて、上下のパンチ42、43の間に充填される原料粉末（粉粒体）46を不活性ガス雰囲気などの所望の雰囲気下に保持できるように構成されている。なお、図4と図6では通電装置が省略されているが、上下のパンチ42、43およびパンチ電極44、45には別途設けた通電装置が接続されていてこの通電装置から図5に示すようなパルス電流をパンチ42、43およびパンチ電極44、45を介して通電できるように構成されている。

【0020】上記構成の放電プラズマ焼結装置を用いてF_e基軟磁性金属ガラス合金からなるバルク型コア12を製造するには、成型用原料粉末46を用意する。この原料粉末46を作製するには、例えば、上記組成系の軟磁性金属ガラス合金の各成分の元素単体粉末もしくは元素単体塊状物（予め一部合金化していても良い。）を用意し、これら元素単体粉末もしくは元素単体塊状物を混合し、次いでこの混合粉末をArガス等の不活性ガス雰囲気中において、るつぼ等の溶解装置で溶解して所定組成の合金溶湯を得る。次にこの合金溶湯を鑄型に流し込んで徐冷する鑄造法により、あるいは単ロールもしくは双ロールを用いる急冷法によって、さらには液中紡糸法や溶液抽出法によって、あるいは高圧ガス噴霧法によって、バルク状、リボン状、線状体、粉末等の種々の形状として製造する工程と、粉末状以外のものは粉碎して粉末化する工程により得られる。

【0021】次に、原料粉末46を用意したならばこれを図4あるいは図6に示す放電プラズマ焼結装置の上下のパンチ42、43の間に投入し、チャンバ53の内部を真空引きするとともに、パンチ42、43で上下から圧力を加えて成形すると同時に、例えば図5に示すようなパルス電流を原料粉末46に印加して加熱し、成形する。この放電プラズマ焼結処理においては、通電電流により原料粉末46を所定の速度で素早く昇温することができ、また、通電電流の値に応じて原料粉末46の温度を厳格に管理できるので、ヒータによる加熱などよりも遥かに正確に温度管理ができ、これにより予め設計した通りの理想に近い条件で焼結ができる。

【0022】本発明において、焼結温度は、原料粉体を固化成形するために300℃以上とすることが必要であるが、原料粉末として用いられる軟磁性金属ガラス合金は、大きな過冷却液体の温度間隔 ΔT_x （ $T_x - T_g$ ）を有しているので、この温度領域で加圧焼結することによって、高密度の焼結体を好ましく得ることができる。ただし、焼結温度が結晶化開始温度に近いと、結晶核の生成開始（構造的短範囲秩序化）や結晶析出開始による磁気異方性を生じるので軟磁性特性が劣化するおそれがある。また、放電プラズマ焼結装置の機構上、モニターされる焼結温度は金型に設置されている熱電対の温度であるため、粉末試料にかかる温度よりも低い温度である。したがって、本発明における焼結温度は、結晶化開

始温度を T_x 、焼結温度を T とした場合、好ましくは $T \leq T_x$ の範囲とされる。

【0023】また、特にF_e基軟磁性金属ガラス合金にSiを添加した場合は、結晶化開始温度 T_x が上昇し、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が増大するので、より熱的に安定なアモルファス材料となる。したがって、このF_e基軟磁性金属ガラス合金を粉末化し、加圧焼結を行うことにより、Siを含有しない原料粉末を用いた場合に比べて、より高密度のバルク状の焼結体を得ることが可能である。

【0024】本発明において、焼結を行う際の昇温速度は、ゆっくりとした昇温速度では結晶相が生成するため、40℃/分以上とするのが好ましい。また、焼結の際の圧力については、加圧力が低すぎると焼結体を形成できないため、3t/cm²以上とするのが好ましい。さらに、得られた焼結体に熱処理を施してもよく、これにより磁気特性を高めることができる。このときの熱処理温度はキュリー温度以上であり、かつ磁気特性を劣化させる結晶が析出する温度以下とされ、具体的には300～500℃の範囲が好ましく、より好ましくは300～450℃とされる。

【0025】このようにして得られた焼結体は、原料粉末として用いられたF_e基軟磁性金属ガラス合金と同じ組成を有するものであり、過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が極めて広く、室温で優れた軟磁性特性を有し、また、熱処理により、より良好な磁性を示すものであり、特に比抵抗が1.5μΩm以上と高いものである。このため優れたSoft magnetic特性（軟磁気特性）を有する材料として、この焼結体をインダクティブ形ヘッドのバルク型コアとして適用すると、従来材に比べて優れた特性のコアが得られる。

【0026】第二の実施形態のインダクティブ形ヘッドは、上記F_e基軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結して得られた焼結体からなるバルク型コア12が備えられたものである。上記F_e基軟磁性金属ガラス合金は、従来のアモルファス合金薄帯の厚みの制約を克服し、バルク型コアに適用するのに十分な厚さのバルク状体を作製でき、比抵抗が1.5μΩm以上であり、しかも室温で軟磁気特性を有している。また、このF_e基軟磁性金属ガラス合金は、軟磁気特性において飽和磁化が高く、保磁力が低く、透磁率が高く、また、硬度が高いため耐摩耗性が優れるという利点がある。従って、上述のようなF_e基軟磁性金属ガラス合金をバルク型コア12に用いることで、極めて高性能なインダクティブ形ヘッドが得られる。尚、上述の第二の実施形態では、F_e基軟磁性金属ガラス合金からなる原料粉末を放電プラズマ焼結により成形する方法によりバルク状のF_e基軟磁性金属ガラス焼結体を作製する場合について説明したが、これに限らず、押し出し法などの方法により加圧焼結することによってもバルク状のF_e基軟磁性金属ガラス焼結体を得

ることができる。

【0027】

【実施例】以下、本発明を実施例および比較例により、具体的に説明する。

「実施例1」Fe、Al及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金及びBを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、原子組成比がFe₇₃Al₁₅Ga₂P₁₁C₅B₄のインゴットを作製した。このインゴットをるつぼ内に入れて溶解し、るつぼのノズルから回転しているロールに溶湯を吹き出して急冷する単ロール法によって、減圧Ar雰囲気下で急冷リボンを製造した。製造時の条件を、ノズル径0.41~0.42mm、ノズル先端とロール表面との距離（ギャップ）が0.3mm、ロールの回転数250~1500r.p.m.、射出圧力0.30~0.40kgf/cm²、雰囲気圧力-10cmHgに設定して製造したところ、厚さ35~229μmのリボン試料を得ることができた。

【0028】得られた各リボン試料について、300~450℃の温度範囲で熱処理した場合の磁気特性を測定した。熱処理条件は、赤外線イメージ炉を用い、真空中で昇降温速度180℃/分、保持温度10分の条件として測定した。図7は、前記各リボン試料における磁気特性の熱処理温度依存性について示したものである。また、図8は図7に示すデータの中から必要数抜粋したデータのみを記載したものである。これらの図から、35~180μmの範囲の板厚試料のσ_s（飽和磁化）については、熱処理なし（as-Q）の試料と変わらずに400℃までほぼ一定の値を示したが、450℃熱処理においては、劣化する傾向を示した。一方、229μmの板厚の試料については、400℃でピークを示した後、劣化する傾向を示した。次に、保磁力H_Cについては、各板厚試料とも、350℃熱処理において最小値を示

し、熱処理なしの試料よりも特性が向上する結果となった。更に、熱処理温度を上昇させると保磁力は増大する傾向を示した。また、熱処理無しの試料で結晶が存在すると思われる151μm、180μmの板厚試料については、アモルファス単相のものに比較して若干大きな値を示している。なお、229μm板厚の試料についての保磁力は測定不能であった。次に、透磁率μ'（1kHz）については、熱処理を施すことによって向上し、350℃で最大値を示した。

【0029】これらの熱処理による軟磁気特性の変化については、熱処理無しの試料において存在する内部応力が熱処理を行うことによって緩和されるためであると思われる。また、最適熱処理温度T_gは、今回の試験においては350℃付近にあると言える。なお、キュリー温度T_C以下の熱処理では、磁区固着による特性劣化が起こる可能性があるため、熱処理温度は少なくとも300℃以上必要であると思われる。また、450℃における熱処理では、熱処理なしの試料の値よりも劣化する傾向にあるので、この系の結晶化温度（約500℃）に近く、結晶核の生成開始（構造的短範囲秩序）または結晶析出開始による磁壁のピンニングに起因して劣化するものと思われる。従って、熱処理する場合の温度は300~500℃、換言すると、300℃~結晶化開始温度の範囲であることが好ましく、300~450℃がより好ましいことが判明した。

【0030】また、これまで得られた各板厚の試料におけるσ_s（飽和磁化）と保磁力（H_C）と透磁率（μ'）と組織構造を表1にまとめて示す。構造はXRD（X線回折法）で構造解析した結果を示し、表中、amoはアモルファス単相、amo+cry はアモルファス相+結晶相の構造を有することを示す。

【0031】

【表1】

板厚 (μm)	σ _s (emu/g)	H _C (Oe)	μ' (1kHz)	ΔT _g (℃)	構造 (XRD)
108	146.7	0.057	8280	48.073	amo
151	145.2	0.048	5786	46.801	amo+cry
66	143.7	0.047	7724	47.455	amo
124	144.7	0.054	6750	46.887	amo
135	144.0	0.047	6863	47.279	amo
35	144.1	0.072	9769	47.719	amo
180	145.0	0.089	4627	46.405	amo+cry
229	132.6	-	32	41.358	amo+cry

【0032】図9は、Fe₇₈Si₉B₁₃なる組成の比較試料について熱処理なしの試料と370℃で120分間熱処理した試料、Fe₇₃Al₅Ga₂P₁₁C₅B₄なる組成の試料について熱処理なしの試料と350℃で10分間熱処理した試料のそれぞれに対し、飽和磁化 σ_s と保磁力 H_c と透磁率 μ' のそれぞれの板厚依存性を測定した結果を示す。何れの試料においても板厚30~200 μ mの範囲であれば、磁気特性の劣化も少なく、優れた特性が得られた。

【0033】図10は、Fe₇₈Si₉B₁₃なる組成の比較試料について370℃で120分間熱処理した試料と、Fe₇₃Al₅Ga₂P₁₁C₅B₄なる組成の試料について350℃で10分間熱処理した試料のそれぞれに対し、曲げ試験を行い、最大歪を測定した結果を示す。曲げ試験は、2本のロッドと薄帯試料を用い、2本のロッドの先端部の間にロッドと平行に配置した薄帯を挟み、2本のロッドを徐々に接近させて薄帯を山状に折り曲げるものとし、このように山状に折り曲げていった場合にリボンが折れて切れたときのロッドの端面間の幅を L とし、薄帯の厚さを t とした場合、 $t/(L-t)$ の値を最大歪(λf)と定義することにした。図10に示す結果から、Fe₇₈Si₉B₁₃なる組成の比較試料は板厚が増加するにつれて急激に折り曲げに弱くなる(換言すると脆くなる)が、本発明に係る組成系の試料では板厚が増加しても折り曲げに弱くなり難い性質(換言すると脆くなり難い)を有している。また、板厚が60 μ m以上の場合は比較試料よりも本発明系の組成の試料の方が折り曲げに強くなることも明らかになった。

【0034】図11は、Fe₇₈Si₉B₁₃なる組成の比較試料と、Fe₇₃Al₅Ga₂P₁₁C₅B₄なる組成の試料について、比抵抗の板厚依存性を測定した結果を示す。本発明組成系の試料にあっては、比較例の試料よりも比抵抗が高く、18 μ m厚~235 μ m厚の試料まで1.5 $\mu\Omega$ cm以上の値を示した。従って本発明組成系の試料にあっては高周波での渦電流損失が少なく、高周波損失の少ないものを提供できることが判明した。

【0035】Fe₇₇Al_{2.14}Ga_{0.86}P_{8.4}C₅B₄Si_{2.6}なる組成の厚さ30 μ mの薄帯試料についてビッカース硬度を測定値したところ620HVを示し、極めて硬いものを提供できることが判明した。ここで用いた薄帯試料は、赤外線イメージ炉を用い、真空中で昇降温速度180℃/分、保持温度10分の熱処理が施されたものである。

【0036】「実施例2」次に、Fe₇₀XAl₅Ga₂(P₅₅C₂₅B₂₀)_{23-X}なる組成において、Fe濃度を変化させてリボン試料をそれぞれ作製し、各リボン試料について製造および特性を調べた。リボン試料の作製は上記実施例1と同様に行い、試料の板厚は30 μ mとした。図12は、作製した各リボン試料(熱処理無し)の磁気特性を測定した結果を示したものである。ま

たこの図には、比較試料として従来のFe-Si-B系アモルファス材料(板厚25 μ m、真空中で370℃×120分間の熱処理後)の飽和磁化 σ_s と保磁力 H_c と透磁率 μ' の値をそれぞれ破線で示す。この図から明らかなように、 σ_s については、Fe濃度の増加に伴って向上することがわかる。そして、アモルファス単相組織を有するFe濃度範囲においては、Fe濃度が75原子%のときに、Fe-Si-B系の比較試料($\sigma_s=183$ emu/g)とほぼ同等の $\sigma_s=150$ emu/gの値が得られた。また保磁力 H_c については、アモルファス単相組織を有するFe濃度=75原子%までの試料でほぼ一定の値を示し、それ以上のFe濃度においては大きく増大した。透磁率 μ' (1kHz)については、Fe濃度の増加に伴って減少する傾向が見られるものの、Fe濃度が70~76原子%の範囲で、透磁率5000以上の優れた軟磁気特性が得られた。この結果より本発明に用いられるFe基軟磁性金属ガラス合金において、Feを増加させることによって σ_s を向上させることができ、Fe₇₅Al₅Ga₂P_{9.9}C_{4.5}B_{3.6}なる組成において、従来のFe-Si-B系アモルファス材料とほぼ同等の σ_s を有するFe基軟磁性金属ガラス合金が、単ロール液体急冷法により得られることがわかった。

【0037】「実施例3」次に、上記実施例1の組成にSiを添加してなるFe基軟磁性金属ガラス合金について実施例を挙げ、その効果を明らかにする。原子組成比がFe₇₂Al₅Ga₂P₁₀C₆B₄Siのインゴットを作製し、これをつぼ内に入れて溶解し、つぼのノズルから回転しているロールに溶湯を吹き出して急冷する単ロール法によって、減圧Ar雰囲気下で急冷リボンを得た。製造時の条件を、ノズル径0.4~0.5mm、ノズル先端とロール表面との距離(ギャップ)0.3mm、ロールの回転数200~2500r.p.m.、射出圧力0.35~0.40kgf/cm²、雰囲気圧力 1.0 cmHg、ロール表面状態#1000に設定して製造したところ、厚さ20~250 μ mのリボン試料を得ることができた。

【0038】得られた厚さ20~250 μ mの各リボン試料について、熱処理を行わない場合と、熱処理した場合の磁気特性をそれぞれ測定した。図13は、各リボン試料の磁気特性の板厚依存性を示す。熱処理条件は、赤外線イメージ炉を用い、真空中で、上記実施例1のSiを添加しない試料において最適条件であった昇降温速度180℃/分、保持温度350℃、保持時間30分の条件とした。この図から明らかなように、飽和磁化 σ_s については、熱処理無しの場合において、板厚にかかわらずほぼ一定で145emu/g程度の値を示した。熱処理後の σ_s は、アモルファス単相構造を維持している板厚160 μ mまでは熱処理無しのものと大きく変わらないが、それ以上の板厚で熱処理無しのものに比べて劣化する傾向を示した。これは、熱処理によってFe₃B、

F₈₃C等の結晶が成長したことが原因であると考えられる。

【0039】保磁力 H_c については、熱処理無しの試料では板厚の増加に伴って増大する傾向を示した。また、熱処理後の試料は熱処理無しのものに比べて H_c が低下しており、いずれの板厚においても0.625~0.125 Oeの値を示した。このように熱処理によって H_c が低下したのは、上記実施例1と同様に、熱処理無しの試料において存在する内部応力が熱処理を行うことによって緩和されたためであると思われる。本実施例ではSiを添加したことにより、上記実施例1のSiを含有しないF₈₃基軟磁性金属ガラス合金に比べて、熱処理無しの場合はいずれの板厚においても H_c が増大している。しかし、熱処理を施すことで H_c は低下し、Siを含有しないF₈₃基軟磁性金属ガラス合金とほぼ同程度となっ

た。次に、透磁率 μ' (1kHz)については、熱処理無しの試料では板厚の増加に伴って減少する傾向を示した。また熱処理によって μ' は向上し、上記実施例1のSiを含有しない組成のF₈₃基軟磁性金属ガラス合金とほぼ同等の値が得られた。なお、上記実施例1と同様に、熱処理による効果が板厚増加に従って小さくなる傾向は本実施例でも見られた。

【0040】また、本実施例で得られた各板厚の試料(熱処理無し)における σ_s (飽和磁化)と保磁力(H_c)と透磁率(μ')と組織構造を表2にまとめて示す。構造はXRD(X線回折法)で構造解析した結果を示し、表中、amoはアモルファス単相、amo+cryはアモルファス相+結晶相の構造を有することを示す。

【0041】

【表2】

板厚(μm)	$H_c(\text{Oe})$	$\sigma_s(\times 10^{-6} \text{Wbm/kg})$	μ' (1kHz)	$\Delta T_x(\text{K})$	構造(XRD)
20	0.119	185	5321	—	amo
50	0.090	184	5800	—	amo
72	0.099	182	5800	—	amo
90	0.106	180	5810	—	amo
105	0.126	179	5795	—	amo
130	0.116	178	5000	—	amo
160	0.119	179	4987	51.7	amo
173	0.120	179	4831	50.9	amo+cry
220	0.123	173	4200	—	amo+cry
250	0.126	170	4000	—	amo+cry

【0042】図14は、F₇₈Si₉B₁₃なる組成の比較試料について370℃で120分間熱処理した試料と、F₇₂Al₅Ga₂P₁₀C₆B₄Si₁なる組成の試料について350℃で30分間熱処理した試料のそれぞれに対し、飽和磁化 σ_s と保磁力 H_c と透磁率 μ' のそれぞれの板厚依存性を測定した結果を示す。この結果より、F₇₂Al₅Ga₂P₁₀C₆B₄Si₁なる組成の本発明に係わるF₈₃基金属ガラス合金試料は、F₇₈Si₉B₁₃なる組成の従来用いられていた比較試料と比べて、板厚20~250 μm の範囲であれば、磁気特性の劣化も少なく、優れた特性が得られることが認められた。特に軟磁気特性に関しては、本発明に係わるF₈₃基金属ガラス合金において、従来材料よりも優れた透磁率の値が得られており、板厚20~250 μm の範囲で透磁率500以上の優れた軟磁気特性が得られることが認められる。このように本発明に係わるF₈₃基金属ガラス合金は、優れた軟磁気特性を示すため、インダクティブ形ヘッドの電磁変換特性としては優れており、また、硬度が高いものが得られるので優れた耐摩耗性をもつインダクティブ形ヘッドを得ることができることがわかる。

【0043】「実施例4」実施例1と同様にして作製した急冷薄帯をローターミルを用いて大気中で粉碎することで粉末化した。得られた粉末の中で粒径53~105 μm のものを選別して後の工程に原料粉末として使用した。約2gの前記原料粉末をWC製のダイスの内部にハ

ンドプレスを用いて充填した後、図4に示すダイ41の内部に装填し、チャンバの内部を $3 \times 10^{-5} \text{torr}$ の雰囲気中で上下のパンチ42、43で加圧するとともに、通電装置から原料粉末にパルス波を通電して加熱した。パルス波形は図5に示すように12パルス流した後で2パルス休止するものとし、最高4700~4800Aの電流で原料粉末を加熱した。焼結は、試料に6.5t/cm²の圧力をかけた状態で室温から焼結温度まで試料を加熱し、約5分間保持することにより焼結を行った。昇温速度は100℃/minとした。

【0044】図15は、F₇₃Al₅Ga₂P₁₁C₅B₄なる組成の急冷非晶質合金薄帯を粉碎して得られた原料粉末のDSC曲線(Differential scanning calorimeter: 示差走査熱量測定による曲線)を示すものであり、図16は、この粉末を焼結温度430℃で放電プラズマ焼結して得られた焼結体のDSC曲線を示すものである。また、図17は、粉碎前の急冷非晶質合金薄帯のTMA曲線(Thermo Mechanical Analysis 曲線)を示すものである。図15のDSC曲線より、原料粉末の $T_x=512^\circ\text{C}$ 、 $T_g=465^\circ\text{C}$ 、 $\Delta T_x=47^\circ\text{C}$ が求められる。このように結晶化温度以下の広い温度領域で過冷却液体域が存在し $\Delta T_x=T_x-T_g$ で示される値が大きく、この系の組成の合金が高いアモルファス形成能を有することがわかる。また、図16のDSC曲線より、焼結体の $T_x=512^\circ\text{C}$ 、 $T_g=465^\circ\text{C}$ 、 $\Delta T_x=47$

℃が求められる。図15および図16の結果より、非晶質合金粉砕粉末と焼結体との T_x 、 T_g 、 ΔT_x が同じであることがわかる。さらに、図17に示すTMA曲線では、440～480℃の温度領域で温度の上昇に伴って試料が急激に伸びていることがわかる。このことは、過冷却液体温度領域において粘性流動が起こっていることを示している。このように非晶質合金が軟化する現象を利用して固化成形すれば高密度化するために有利である。なお、この発明は、以上の例によって何ら限定されるものではなく、その組成、製造方法、熱処理条件、形状等について様々な態様が可能であることは勿論である。

【0045】

【発明の効果】以上説明したように本発明のインダクティブ形ヘッドは、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が35K以上であり、比抵抗が $1.5\mu\Omega\text{m}$ 以上であるFe基軟磁性金属ガラス合金からなるコアを有することを特徴とするものである。本発明に用いられるFe基軟磁性金属ガラス合金は、Fe以外の他の金属元素と半金属元素とを含有してなり、前記他の金属元素としてAl、Ga、In、Snのうちの1種または2種以上を含有し、前記半金属元素として、P、C、B、Ge、Siのうちの1種または2種以上を含有するものを好ましい組成系とすることができる。本発明で用いられるFe基軟磁性金属ガラス合金は、従来のアモルファス合金薄帯の厚みの制約を克服し、薄帯状で $20\mu\text{m}$ 以上の厚さ、あるいは $20\sim 200\mu\text{m}$ の厚さ、特にSiを添加する場合には $20\sim 250\mu\text{m}$ の厚さであって、比抵抗が $1.5\mu\Omega\text{m}$ 以上であり、しかも室温で軟磁気特性を有している。また、このFe基軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結することにより、バルク型コアに適用するのに十分な厚さのバルク状態を作製できる。さらに、このFe基軟磁性金属ガラス合金は、軟磁気特性において飽和磁化が高く、保磁力が低く、透磁率が高く、また、硬度が高いので耐摩耗性が優れるという利点がある。従って、上述のようなFe基軟磁性金属ガラス合金をインダクティブ形ヘッドのコアに用いることで、極めて高性能なインダクティブ形ヘッドが得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明のインダクティブ形ヘッドの第一の実施形態を示す斜視図である。

【図2】 図1のインダクティブ形ヘッドのラミネート型コアを示す図で、(a)は斜視図、(b)はラミネート型コアを組み合わせたときの側面図である。

【図3】 本発明のインダクティブ形ヘッドの第二の実施形態を示す斜視図である。

【図4】 本発明のインダクティブ形ヘッドに備えられるバルク型コアの製造に好適に用いられる放電プラズマ焼結装置の一例の要部構造を示す断面図である。

【図5】 図4に示す放電プラズマ焼結装置で原料粉末に印加するパルス電流波形の一例を示す図である。

【図6】 本発明のインダクティブ形ヘッドに備えられるバルク型コアの製造に好適に用いられる放電プラズマ焼結装置一例の全体構成を示す正面図である。

【図7】 飽和磁化と保磁力と透磁率の板厚依存性を示す図である。

【図8】 図7に示す板厚依存性のデータの一部を抜粋して示す図である。

【図9】 組成の異なる各試料の飽和磁化と保磁力と透磁率の板厚依存性を示す図である。

【図10】 組成の異なる試料の最大歪と板厚の関係を示す図である。

【図11】 従来のFe基アモルファス材料と本発明に係る組成の金属ガラス合金の比抵抗の板厚依存性を示す図である。

【図12】 飽和磁化と保磁力と透磁率のFe濃度依存性を示す図である。

【図13】 Siを添加した試料における熱処理なしの場合と熱処理後の飽和磁化と保磁力と透磁率の板厚依存性を示す図である。

【図14】 従来のFe基アモルファス材料と本発明に係るSiを添加した金属ガラス合金の飽和磁化と保磁力と透磁率の板厚依存性を示す図である。

【図15】 実施例における原料粉末のDSC曲線を示す図である。

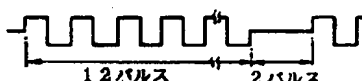
【図16】 実施例における焼結体のDSC曲線を示す図である。

【図17】 実施例における急冷非晶質合金薄帯のTMA曲線を示す図である。

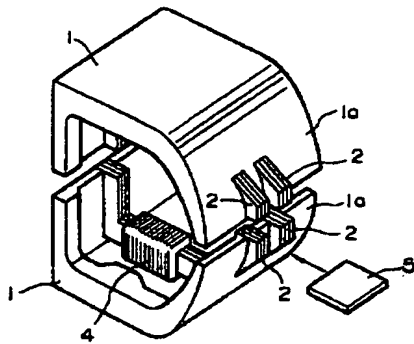
【符号の説明】

2…ラミネート型コア、3…コア薄片、12…バルク型コア。

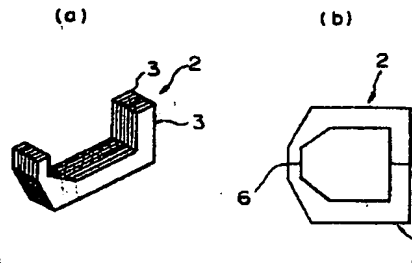
【図5】



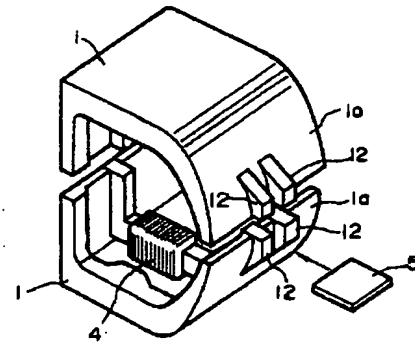
【図1】



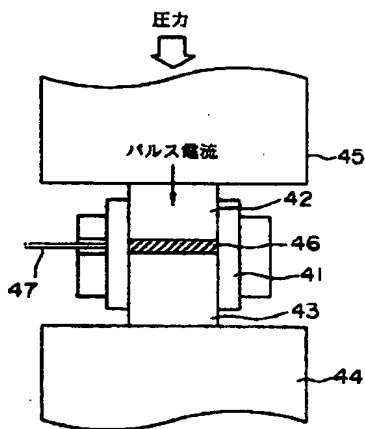
【図2】



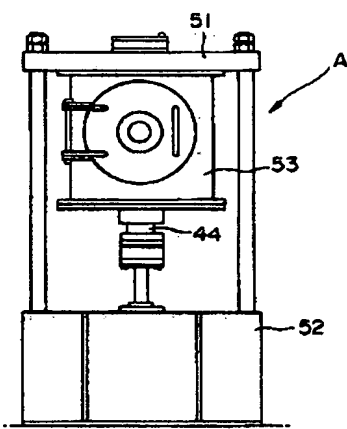
【図3】



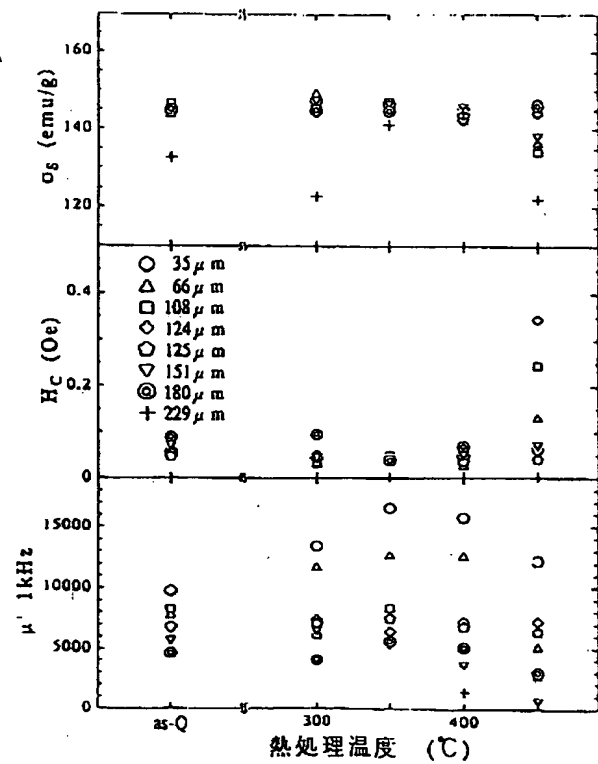
【図4】



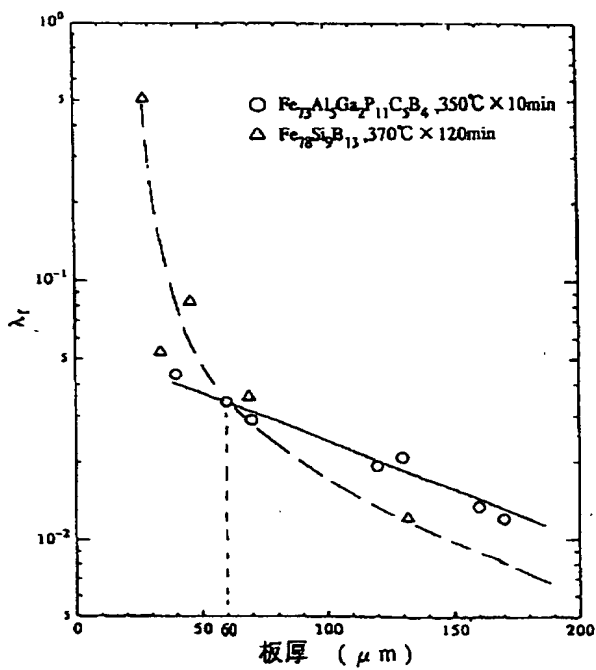
【図6】



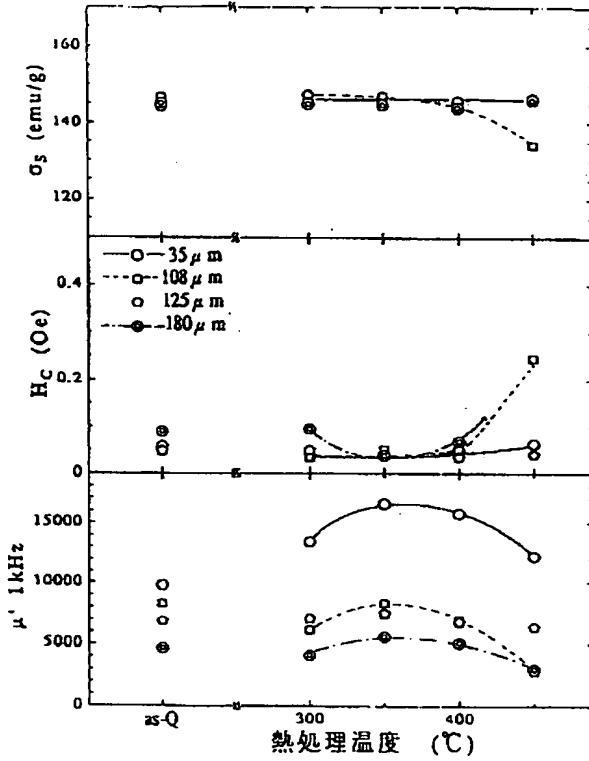
【図7】



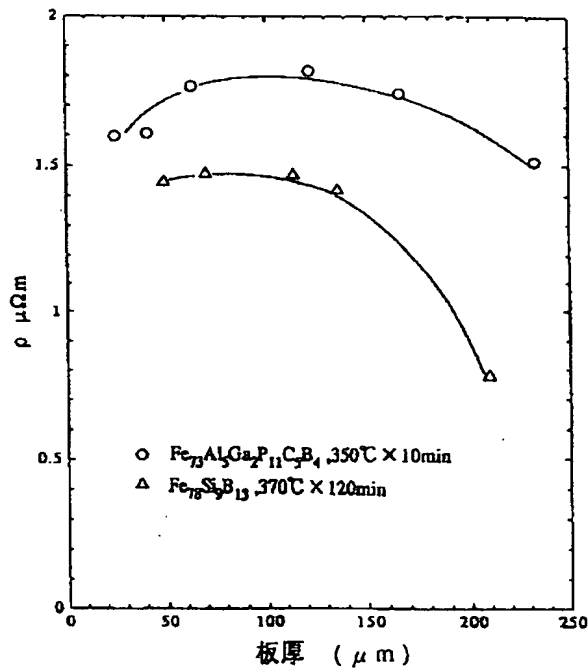
【図10】



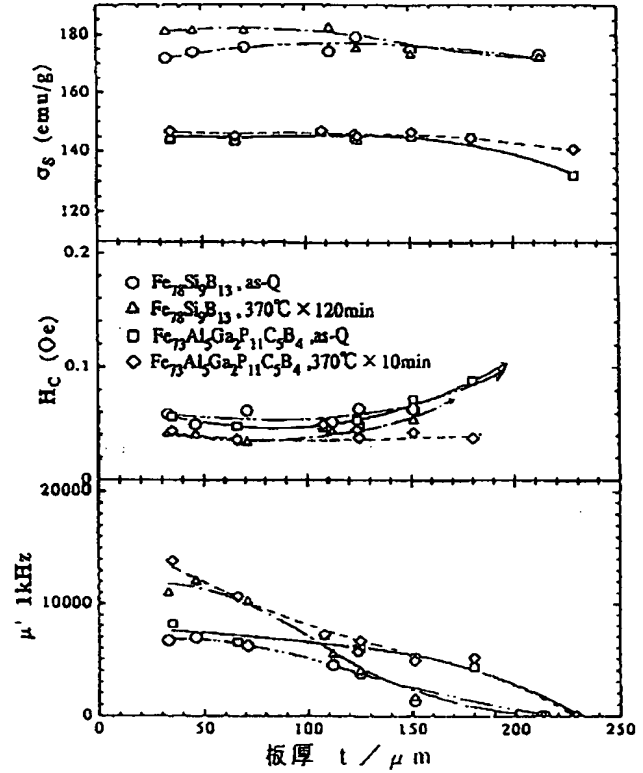
【図 8】



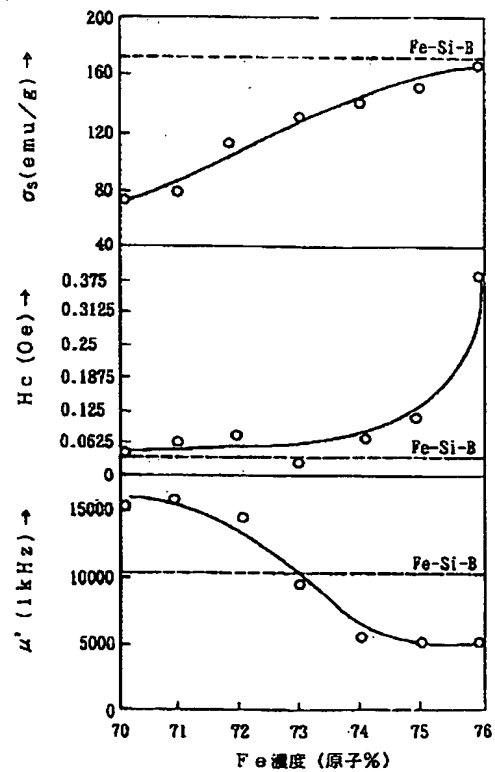
【図 11】



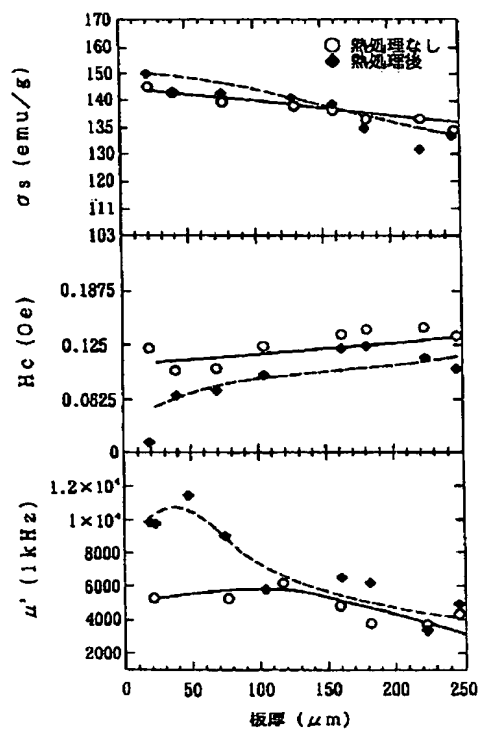
【図 9】



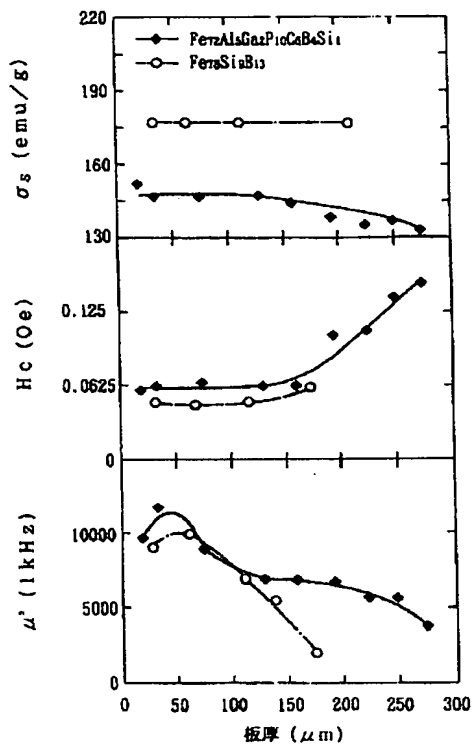
【図 12】



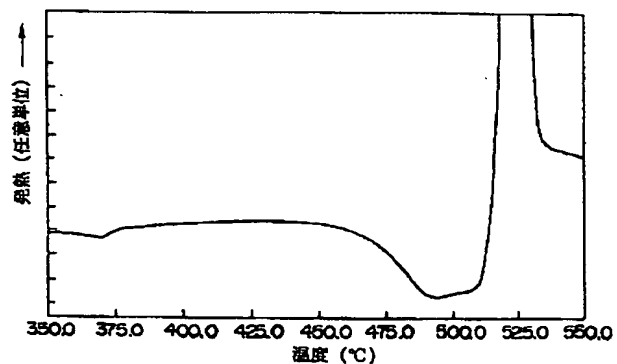
【図13】



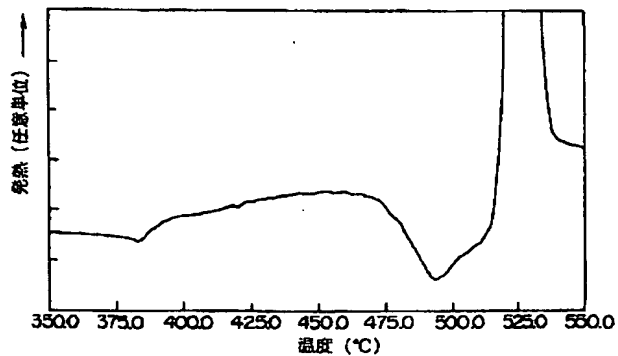
【図14】



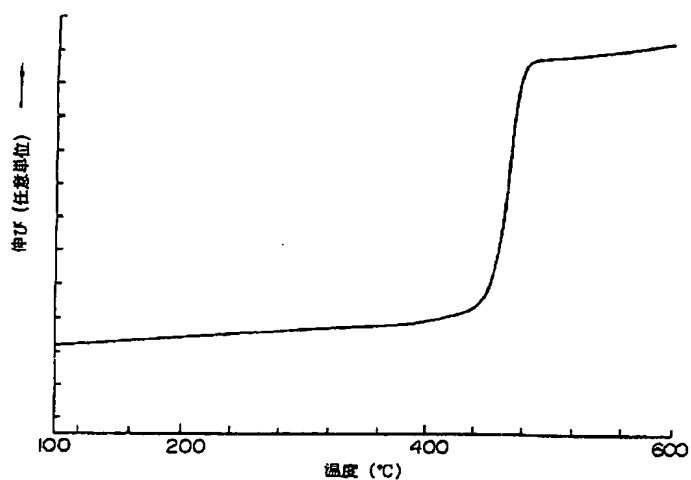
【図15】



【図16】



【図17】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶

H01F 10/14

識別記号

FI

H01F 10/14

(72)発明者 水嶋 隆夫

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 牧野 彰宏

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 井上 明久

宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川
内住宅11-806